

ALUMINIUM ALLOY SUITABLE FOR CAN MAKING

Publication number: JP6503854 (T)

Publication date: 1994-04-28

Inventor(s):

Applicant(s):

Classification:

- international: C22C21/10; C22F1/053; C22C21/10; C22F1/053; (IPC1-7): C22F1/053; C22C21/10

- European: C22C21/10; C22F1/053

Application number: JP19910513794T 19910821

Priority number(s): AU1990PK01894 19900822; WO1991AU00376 19910821

Also published as:

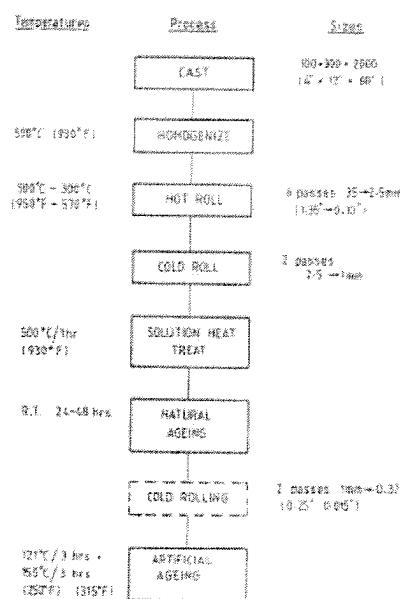
- WO9203586 (A1) [\[more\]](#)
- ZA9106651 (A) [\[more\]](#)
- EP0544758 (A1) [\[more\]](#)
- CN1060115 (A) [\[more\]](#)
- CA2091355 (A1) [\[more\]](#)

[more >>](#)

Abstract not available for JP 6503854 (T)

Abstract of corresponding document: **WO 9203586 (A1)**

Aluminium can stock which has strength, ductility and anisotropic properties in excess of conventional aluminium can stocks. The aluminium can stock is produced from an alloy with 3.0-8.0 wt% zinc, 0.5-3.0 wt% magnesium, less than 0.7 wt% iron, 0.01-2.0 wt% silicon, 0.05-0.9 wt% copper, 0.1-1.1 wt% manganese, less than 0.3 wt% chromium and incidental impurities less than 0.15 wt%. While zirconia is not generally an impurity in these aluminium alloys it is preferable that the amount present is less than 0.01 wt%. The aluminium can stock is produced by a process comprising the steps of forming melt of the alloy metal suitable for casting, casting the melt into a form suitable for rolling, performing an intermediate rolling to an intermediate thickness, treating the alloy material with heat, performing finish rolling by a cold rolling reduction within the range of 2 to 85 % and temper heat treating the material to the desired ductility and strength properties.

Data supplied from the **espacenet** database — Worldwide

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公表特許公報 (A)

(11) 特許出願公表番号

特表平6-503854

第3部門第4区分

(43) 公表日 平成6年(1994)4月28日

(61) Int.Cl.⁴
 C 22 F 1/063
 C 22 C 21/10

識別記号
 9157-4K
 9269-4K

F I

審査請求 来請求 手続審査請求 有 (全 15 頁)

(21) 出願番号 特願平3-513794
 (22) 出願日 平成3年(1991)8月21日
 (35) 翻訳文提出日 平成5年(1993)2月22日
 (36) 國際出願番号 PCT/AU91/00376
 (37) 國際公開番号 WO92/03586
 (37) 國際公開日 平成4年(1992)3月5日
 (31) 優先権主張番号 PK1894
 (32) 優先日 1990年8月22日
 (33) 優先権主張國 オーストラリア (AU)

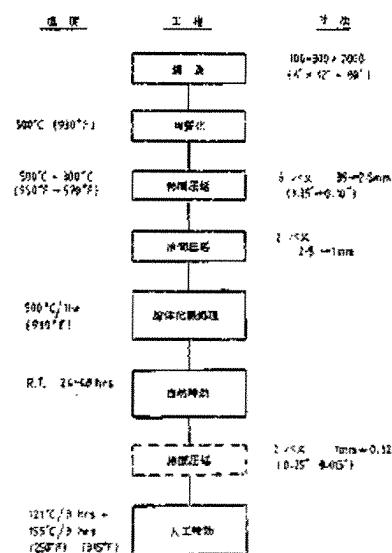
(71) 出願人 コマルコ アルミニウム リミテッド
 オーストラリア国、ビクトリア 3000、メ
 ルボルン、コリンズ ストリート 55サー
 ティファースト フロア
 (72) 発明者 モーア、ジェイムズ クリストファー
 アメリカ合衆国、ケンタッキー 42276,
 ラッセルビル、リンドセイ レーン 106
 (74) 代理人 弁理士 宇井 正一 (外3名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 缶の製造に適したアルミニウム合金

(57) 【要約】

従来の缶材料よりも強度、延性および異方性の性質が
 硬れたアルミニウム缶材料。このアルミニウム缶材料
 は、亜鉛 3.0 ~ 8.0 wt%、マグネシウム 0.5 ~
 3.0 wt%、銅 0.7 wt%未満、シリコン 0.01 ~
 2.0 wt%、錫 0.65 ~ 0.9 wt%、マンガン 0.1 ~
 1.1 wt%、クロム 0.3 wt%未満、隕伴不純物
 0.1 ~ 1.5 wt%を含有する合金から製造される。このアル
 ミニウム合金ではジルコニアは一般的に不純物ではない
 が、存在量を 0.01 wt%未満とすることが望ましい。
 このアルミニウム缶材料は、鋳造に適したこの合金の溶
 漬を形成する工程、この溶湯を圧延に適した形に鋳造す
 る工程、中間厚さにまで中間圧延する工程、この合金材
 料を熱処理する工程、圧下率 2 ~ 85 %の冷間圧延によ
 り仕上げ圧延を行う工程、およびこの材料をテンバー熱
 処理して所望の延性および強度特性にする工程を含む方
 法によって製造される。



特表平6-503854 (2)

8. 既熱処理工程に次いで被中間圧延工程の前に熱間圧延工程を行う請求の範囲第1項記載の方法。

9. 热熱処理工程の後に、該材料を十分に高い温度で熱間巻き取りすることにより、放熱を取られた材料を焼純させる請求の範囲第6項記載の方法。

10. 被中間圧延工程は冷間圧延工程である請求の範囲第1項から第8項までのいずれか1項記載の方法。

11. 被中間圧延工程は、冷間圧延途中での完全焼純または回復のための中間焼純を含む請求の範囲第7項記載の方法。

12. 鋼合金の熱処理工程は溶体化熱処理である請求の範囲第1項記載の方法。

13. 重鉛2.0～8.0wt%、マグネシウム0.5～8.0wt%、鉄0.7wt%未満、シリコン0.01～2.0wt%、鋼0.05～0.9wt%、マンガン0.1～1.1wt%、クロム0.8wt%および錆作不純物合計量0.15wt%未満を含むアルミニウム合金を金からアルミニウム原材料を製造する方法であって、該造に通じた該合金の溶造を形成する工程、該溶湯を鉢延に通じた形に铸造する工程、中間圧延まで中間圧延する工程、該合金を熱処理する工程、2～3.5wt%の冷間圧延率により仕上げ圧延する工程、および該材料をテンバー熱処理して所望の延性および強度特性にする工程を含むアルミニウム原材料の製造方法。

14. 該アルミニウムより合金はジルコニウムレベルが0.01wt%未満である請求の範囲第1項記載の方法。

15. 製造材料は2相が金剛に分散した金属マトリクスを有する請求の範囲第1項または第2項記載の方法。

16. 仕上げ圧延工程は圧下率1.0～3.0%の冷間圧延である請求の範囲第1項または第2項記載の方法。

17. 仕上げ圧延工程は圧下率3.0～7.0%の冷間圧延である請求の範囲第1項または第2項記載の方法。

18. 重鉛が4～8.5wt%の範囲で存在し、マグネシウム1.0～2.5wt%、マンガン0.8～1.0wt%、シリコン0.15～0.3wt%、銅0.45wt%以下、鋼0.10～0.50wt%、クロム0.05wt%以下である請求の範囲第1項または第2項記載の方法。

19. 製造工程の次に該材料を均質化するために熱処理工程を行う請求の範囲第1項記載の方法。

20. 重鉛が4～8.5wt%の範囲内にある請求の範囲第1～3項記載のアルミニウム原材料。

21. マグネシウム量が1.0～2.5wt%の範囲内である請求の範囲第1～3項記載のアルミニウム原材料。

22. シリコン量が0.15～0.3wt%の範囲内である請求の範囲第1～3項記載のアルミニウム原材料。

23. 銅量が0.45wt%未満である請求の範囲第1～3項記載のアルミニウム原材料。

24. 鋼が0.10～0.50wt%の範囲内である請求の範囲第1～3項記載のアルミニウム原材料。

25. 鋼が0.10～0.50wt%の範囲内である請求の範囲第1～3項記載のアルミニウム原材料。

26. 重鉛が4～6.5wt%の範囲内で存在し、マグネシウム1.0～2.5wt%、マンガン0.8～1.0wt%、シリコン0.15～0.3wt%、銅0.45wt%未満、鋼0.10～0.60wt%、クロム0.05wt%未満、ジルコニウム0.01wt%未満である請求の範囲第1～3項記載のアルミニウム原材料。

27. 重鉛が4～6.5wt%の範囲内で存在し、マグネシウム1.0～2.5wt%、マンガン0.8～1.0wt%、シリコン0.15～0.3wt%、銅0.45wt%未満、鋼0.10～0.60wt%、クロム0.05wt%未満、ジルコニウム0.01wt%未満である請求の範囲第1～3項記載のアルミニウム原材料。

28. 重鉛が4～6.5wt%の範囲内で存在し、マグネシウム1.0～2.5wt%、マンガン0.8～1.0wt%、シリコン0.15～0.3wt%、銅0.45wt%未満、鋼0.10～0.60wt%、クロム0.05wt%未満、ジルコニウム0.01wt%未満である請求の範囲第1～3項記載のアルミニウム原材料。

29. 重鉛が4～6.5wt%の範囲内で存在し、マグネシウム1.0～2.5wt%、マンガン0.8～1.0wt%、シリコン0.15～0.3wt%、銅0.45wt%未満、鋼0.10～0.60wt%、クロム0.05wt%未満、ジルコニウム0.01wt%未満である請求の範囲第1～3項記載のアルミニウム原材料。

30. 重鉛が4～6.5wt%の範囲内で存在し、マグネシウム1.0～2.5wt%、マンガン0.8～1.0wt%、シリコン0.15～0.3wt%、銅0.45wt%未満、鋼0.10～0.60wt%、クロム0.05wt%未満、ジルコニウム0.01wt%未満である請求の範囲第1～3項記載のアルミニウム原材料。

31. 被合材を溶接状態にし、鉢延に通じた形に铸造し、次に該材料を中間圧延して中間厚さとした後に熱処理し、次に該材料を圧下率2～3.5%の冷間圧延により仕上げ圧延し、そして該材料をテンバー熱処理して所望の延性および強度にする請求の範囲第1～3項から第2～4項までのいずれか1項記載のアルミニウム原材料。

32. 仕上げ圧延の圧下率が0.0～7.0%の範囲である請求の範囲第2～3項記載のアルミニウム原材料。

33. 重鉛が0.0～7.0%の範囲である請求の範囲第2～3項記載のアルミニウム原材料。

34. ボディー部分と端面部分とを有し、該ボディー部分および該端面部分が請求の範囲第2～3項から第2～5項までのいずれか1項記載のアルミニウム原材料で作られている2ピース型飲料容器。

35. ボディー部分と端面部分とを有し、該ボディー部分および該端面部分の両方の原材料、該ボディー部分および該端面部分の両方の原材料が製造方法第1項から第1～2項までのいずれか1項記載の方

法によって製造されている2ピース型飲料容器。

特表平6-503854 (3)

せる。普通この時間圧延は圧下率20~50%で2~5パスで行い最終肉厚を0.3~0.33mm程度にする。

この最終肉厚板をカッピング機(円筒成形機、カップ成形機)と台ボディー製造機を用いてアルミニウム缶にする。カッピング機では、冷間圧延板から直径135mm程度の円板がカットまたはパンチされ、長いカップ状に繰り加工される。次にこのカップをボディー製造機に入れて、先ず再度深めき加工して最終直径に近いカップにする。次に成型のしき加工を1回あるいは2回以上行って缶底の肉厚を減少させ、およそ底径15mm、高さ140mm、肉厚0.1~0.18mmの缶ボディーとする。

ボディーの深めき加工に用いる材料には異方性(特性が方向によって異なる)があるので、深めき後のボディーは上端が底を打っており、反対に0°ずつ離れた位置にはほぼ4つのピークがあるって、これを耳(イサリング)と呼んでいる。耳の程度は下記の式によつて換算的に計算される。

$$\frac{(h_1 - h_2)}{(h_1 + h_2)} \times 100 = \text{耳の程度} (\%)$$

ここで、 h_1 はカップの底から耳のピークまでの距離、 h_2 はカップの底から耳の谷までの距離である。

このように成形されたボディーを飲料容器にするために更に加工できるためには、耳の程度は3~5%以下、重ましくは5%以下でなければならぬ。スリッティング加工により缶ボディーの上端をトリミングし(個々の製造工程により決まる)、耳の部分はスクランプ化する。

このように成形されたボディーの品質としても一つ重要なことは、ボディー製造機で受けずに成形でき、仕上げ表面が滑らかで擦りによる傷痕や疵状態が無いことである。材料のミクロ組織が適

明細書

缶の製造に適したアルミニウム合金

本発明は、液体容器製造用に用いられるアルミニウム合金に關し、特に液体容器の製造用として適した高強度のアルミニウム合金に關する。

従来の2ピース型アルミニウム製液体容器は一般に、例えばアルミニウム罐会規格(AA規格: Aluminum Association Specification)3004と5182というように異なる2種類の合金を用いて製造されている(表1を参照)。一般に3004合金は、深めき加工と缶底しき加工を行つてボディー材として用いられるが、適當な容器として必要な剛性および強度特性は高く、一方、ボディー材には不向きな5182合金は缶底の製造用として望ましい特徴がある。このタイプの容器に対する要求が増し、また罐内で強い缶に対する要請が高くなってきたため、新しい合金の開発、特にボディー材と蓋材に共用できる合金の開発が急がれている。

伝統的ボディー材として適するためには、必要な成形性と強度とを兼備すると同時に経済的に製造できる合金でなければならぬ。

A3004系の組成を持つ合金を製造する従来からの方法では、直接冷却鋳造法(DC鋳造法)により鋳造して厚さ10mm×幅700mm程度の断面を複数インゴットにする。このインゴットを500~800°Cで4~24時間均熱化してから圧延する。一連のブレーカダウン圧延としての熱間圧延を行い、インゴットの厚さから2~3mm程度の厚さまで正す。

その次に、通常は300~400℃で、5~4時間の焼純を行つて精結晶化させる。焼純後に冷間圧延を行つて強度等の性質を向上さ

正でない場合には、缶の仕上げ表面に「かじり」による深い溝が発生することがある。

ボディーの製造コストを低減するためには従来の鋳み液合金の肉厚を減少させることは、合金量(例えば鉄、マンガン、マグネシウム)を増やして強度を高める必要がある。しかし、これら合金の量を増加させると、合金の成形性は低下する。例えば、3XXX系をベースとする合金の成形性は、試験仕上げ前の成形工場中には最高可能な圧延率の量によって最終的には規定されてしまうので、材料の性質が劣化する。既往の方法に用いられている他の系のアルミニウム合金は、3XXX系合金よりも高い強度を発揮する潜在的な可能性がある。

かじりが発生せず耳の程度も少ない高強度の3004系合金の構成材で容器底が結果的に製造できたとしても、肉厚減少による強度低下分を相殺できる十分な強度がない限り、得られた缶はパックリング(座屈)現象が起るものになる。

パックリング現象の強さを測定するには、深めきおよび缶底しき加工した缶の内部に圧力をかけ、圧力を徐々に高めていひて缶の底を変形させて膨らませ、すなわちパックリングを発生させ、膨らんだドーム部分を反転させる。この底部パックリング発生時の圧力をパックリング強度あるいはドーム反転圧力をとする。缶ボディーとして使用できるためには、合金シートから成形した缶のパックリング強度が少なくとも35psiはなければならない。従来の鋼管作製(DC)鋳造法により製造した高強度3004合金を深めきした缶は、パックリング強度が約50psiである。

インゴット鍛造による3004ボディー材の製造が広く行われているが、技術上およびエネルギー上の観点からはアルミニウムシートの製造に連続鍛造を用いる方が好ましいと考えられる。従来、ス

トリップ連続鍛造法によつてアルミニウムを鍛造して厚さ1mm程度の薄い合金板材を得ようとする試みがなされてきた。この方法を用いれば、均質化処理が省略できると共に中间原料への熱間圧延率が非常に少くなり、そして非常に高いストリップに連続鍛造した際に新鋭のミクロ組織が得られれば熱間圧延工程をもの省略できる。次に、インゴット鍛造材と同様に鍛錠を缶の処理を行う。この段階までで、この方法で製造された缶材料は以前の処理および缶ボディー製造に通していないことが分かった。

そこで本発明の目的の一つは、かじりが発生せず耳発生が少なく高強度を持ち、少なくとも現存するA3004合金に対して遜色のない良好な成形性があり、従来よりも薄いシート材から缶ボディーを作ることができる、缶材料として適したアルミニウム合金を提供することである。本発明のもう一つの目的は、缶底の塑性にも適し、それによりリサイクルの合金で2ピース型飲料缶の全体を製造できる缶材料を提供することである。この合金で缶材料を作製する際、直接冷却鋳造法およびストリップ連続鍛造法のいずれを用いても良い。そこで本発明は、面積3.9~8.0mm²、マグネシウム0.3~3.0wt%、鉄0.7wt%、シリコン0.01~2.0wt%、鎂0.6~0.8wt%、マンガン1.1~1.4wt%、およびケム0.00~0.01wt%を含むアルミニウム合金から成る缶材料およびこの缶材料を製造する方法に関する。この合金の耐候不純物レベルは合計量で、1.5wt%未満である。

本発明のもう一つの目標においては、この合金から缶製造用素材を製造する方法は、

鍛造に適したこの合金の溶融を作製する工程、
この溶湯を圧延に適した形に鍛造する工程、
中間圧延を行い中間厚さにする工程、

特表平6-503854 (4)

量が多くなる。

この合金シートを、製造の最終段階において圧延圧延と熱処理とを組み合わせることにより製造してもよい。熱炉、鍛造工程は最終用達での要請内容によって変わるものである。しかし、熱処理を行ってみて分かったことは、このようにして製造された合金は非常に短時間の液体化処理ができるだけでなく、熱処理を非常に長時間行って多様な焼純あるいは回復焼純による焼純を同時にを行うこともできるという点である。

容器製造あるいはその他の用途で後張と成形性とが重要な場合には、インゴット焼純材またはストリップ焼純材を熱処理して焼純材を均質化することができ、熱間圧延後の冷間圧延することが望ましい。次に液体化熱処理を行い、そして冷間圧延により圧延される。最後に、強度および塑性向上させるために、最終製品に対する要請内容に応じた温度で焼純する。

焼純材がインゴット焼純されたものである場合には、合金の均質化のために熱処理を追加し、その後熱間圧延することが望ましい。

中間圧延は望ましくは冷間圧延であり、冷間圧延の途中で完全焼純または回復の中間焼純を行うことが望ましい。

合金を熱処理する工程は望ましくは液体化熱処理であり、その後に自然冷却工程を入れてもよい。

上記組成の範囲にある合金は引張強さおよび伸び強さが共に高く、成形性が良好で、延性しきを加工で「無からり」であることが分かった。このように、この合金は軟鋼容器のボディーと蓋の両方を製造するのに適している。

この合金を用いると、ドーム反転強度が 90 psi より大きく、強度加工後の肉厚が 1.8 mm より薄い各ボディーを製造することができる。一般的に A300-4 合金で同等のドーム反転強度を得ようとすると、肉厚を 1.8 mm 以上にせざるを得ない。

上記合金は、直線冷間圧延、ロール焼純焼造法、あるいはストリップ連続焼造法のいずれで焼造しても良い。しかしこの合金をロールまたはストリップ焼造法を用いて焼造するのであれば、合金の組成範囲を広くとることができる。

Zn, Mg, Mn, P, および Si の量を多くしてもよく、その場合は焼造後のα相粒子の体積率が多くなり、最終処理時の析出

本発明のもう一つの特徴によれば、本発明の合金から製造され、伸び強さおよび引張強さが 100 MPa より高く、伸びが 4% 以上である供製造用材料が提供される。

本発明の合金は倍の端材 (endstock) を製造するためにも用いることができる。この端材はテンバーされた状態での降伏応力が 310 MPa 以上、極限引張応力が 355 MPa 以上、伸びが 6% 以上でなければならない。

上記規定した端材強度の強度および伸びは材料のペーリング後の強度と関係がある。

一般的に端材材はコイルの形で焼造されて端材メーカーに送られ、そこでコーティングを施してから 155°C ~ 210°C の中程度の温度で 10 ~ 30 分のペーティングを行う。普通、この合金の規定試験は 205°C × 20 分である。端材メーカーでは次に当該者に通知の徴示の金属成形法により端材を製造する。

本発明に従って作られた端材材はペーティング後の状態で端材の下表面より大きい強度および延性を持つので、本発明の合金から適正な端材を製造することができる。

本発明のもう一つの特徴は、本発明の合金から作られた 2 ピース堅似料容器である。この容器は、肉厚が 0.12 mm 未満、ドーム反転強度が 90 psi より大であることが望ましい。

本発明の上記およびその他の特徴、目的および利点は、以下に説明する望ましい焼造条件および付属図面の記載からより明確になるであろう。

図 1 は本発明の合金試験結果を示す。

図 1 は本発明の合金について製造工程全体の詳細を示すフローチャートである。

図 2 は本発明の合金についての差熱分析曲線である。

図 3 (a) は本発明の合金を製造する最終工場を示すフローチャートである。

図 3 (b) は最終冷間圧延下車の影響を示す。

図 3 (c) は実施例 1 の合金に対する冷間圧延および人工時効の影響を示す。

図 4 は実施例 2 の合金 2 のミクロ組織を種々の焼造工場について示しており、4(a) は熱間圧延後のミクロ組織であり、4(b) は焼純後のミクロ組織であり、4(c) は最終冷間圧延後のミクロ組織である。

図 5 は合金 1, 2 および 3 (実施例 2) に対する自然時効の影響を示す。

図 6 ~ 8 は実施例 2 の各合金について最終時効必要における各温度での時間に対する移動を示すグラフである。

図 8 は本発明の合金に対する自然時効および冷間加工の影響を示す。

図 10 は時効時間において 2 段時効を用いた場合の影響および冷間加工の影響を示す。

図 11 は本発明の合金について引張試験結果を示す。

図 12 は本発明の合金の強度および延性を試験の 9904 ポディー材と比較して示す。

図 13 は本発明の合金の利点を示す概念図である。

本発明による合金は次の基本合金元素 (wt%) を含む。すなわち、鋼 (0.05 ~ 0.2)、マンガン (0.1 ~ 1.1)、マグネシウム (0.5 ~ 8.0)、および比較的高濃度の亜鉛 (3.0 ~ 8.0)。更に、容器中に含まれる他の元素として、クロム (0.0 ~ 0.30)、シリコン (0.1 ~ 2.0) および鉄 (0.0 ~ 0.5) がある。

特表平6-503854(5)

溶体化熱処理後にマグネシウムおよび亜鉛は次部分が固溶状態になってしまっており、テンパリング熱処理中に析出してきるに必要強度を付与するといふことが分かった。

添加元素であるシリコン、マンガンおよび鉄は、合金中に第2相(α 相)が分散分布した状態を構成するために必要であり、この状態がかじり発生せずに含蓄しこそ加工された缶を製造するための決め手になるので、これら添加元素を上記範囲内にすることは本発明にとって不可欠である。

ブルコニウムおよびクロムは典型的には、 0.1 wt\% 未満の不純物レベルで溶体中に存在するが、強度特性向上のために溶融炉に予め存在あるいは添加する場合には、それそれ、 0.8 wt\% 未満および 0.05 wt\% 未満のレベルにすることが望ましい。

細粒化元素であるクロムおよび炭素はブルコニウムが非常に少量存在すると、例えば熱間圧延材または板巻材純材($3.45 \text{ mm} \times 9.5 \text{ m} \sim 2 \text{ 時間}$)で死穴開拓が起こるという効果がある。

ブルコニウムおよびクロムのレベルが本発明の規定レベルを超えると、熱間および冷間圧延により生成された粗大組織が溶体化熱処理あるいは焼純中に残存し、最終肉厚になったシートの性質の異方性が強くなる。このような状態になると、シート材を深めり加工する場合に、異方性のために耳の発生が著しくなり缶ボディーの製造プロセスに遅れなくなるので、大きな欠点となる。これらの元素を増量すれば强度を得ることはできるが、その結果成形性と耳発生は悪化する。

本発明による 1 t 合金は降伏強さおよび引張強さは 3 MPa 以上ボディー材よりも著しく高い。 3.0 wt\% 合金は降伏強さおよび引張強さがそれそれ 28.5 MPa および 33.0 MPa 、伸びが 4% であるのに対して、本発明の合金は降伏強さおよび引張強さがそれぞれ

6.2 MPa および 43.0 MPa 、伸びが 4% 以上(即定部長を 5.0 mm)である。このシートを深めり加工および鍛造して2ピース型抜形容器のボディーを作ると、得られた缶は肉厚 0.12 mm の場合のバックリング強度が 10.0 psi である。この合金は、どのタイプの 3.0 wt\% 系を含むかはその修正版の 3 wt\% 系合金と比べても、強度が非常に高く且つ延性が向上しているので、最初の成形工程に供給するシート(缶製造ラインへの供給材)の肉厚を少なくとも 1.0 mm は減少させながら、最終的なボディー材のバックリング強度および成形性はそのまま維持することができる。

本発明の合金は強度が高いので、缶の蓋材としても用いることができる。飲料缶の蓋として現在用いられている合金 $AAS182$ は引張強さが 8.95 MPa 、伸びが 4% である。 3.0 wt\% 合金は所望厚さの蓋にすると十分な強度が得られないため、一般に蓋材としては用いられない。本発明の合金は $AAS182$ と延性のない特性があるので、既来のように2種類の合金を用いる代わりに、1種類の合金で2ピース缶を作ることができる。

缶ボディーを製造するためにDC鋸造によって合金を鋸造した場合には、先ず均質化処理を施す。鋸造材を望ましくはブロックとして $4.80 \sim 5.00 \text{ m} \times 5 \sim 10 \text{ mm}$ で均質化する。次に、望ましくは $5.0 \sim 6 \text{ °C}$ 以下の温度から、巻取り(コイルリング)に適した厚さ(望ましくは 0.8 mm の半鋼)にまで熱間圧延する。本発明の合金は巻取り中に自動的に焼純されるので、熱間圧延巻き取り完了温度は約 360 °C 以上とするのが望ましい。

次に冷間圧延を行うが、その際に望ましくは冷間圧延途中で完全焼純または回復焼純を中間で行う。この冷間圧延段階を経たストリップは、厚さが $0.8 \sim 0.4 \text{ mm}$ であることが望ましい。この厚さにする理由は、専用シートの厚度までにする最終段階での圧下に

よって、必要なシート平坦性および最終肉厚強度を得るためにある。その後に溶体化熱処理を行なうが、その温度は $480 \text{ °C} \sim 595 \text{ °C}$ 、保持時間は $5 \text{ 分} \sim 1 \text{ 時間}$ とすることが望ましく、その後、空温まで水で急冷する。

溶体化熱処理後に冷間圧延を行なっている場合、上記範囲の上限に近い保持時間で溶体化熱処理を行なえば、これは焼純処理にもなる。ただし、本発明の合金は 3.0 wt\% 合金を通常に処理した場合よりも非常に短い保持時間で熱処理することができる。

この合金ストリップは、冷間圧延する前に、空温で $0 \sim 4 \text{ °C}$ 時間の自然冷却をさせてもよい。

本発明の合金で必要な強度特性を得るために、仕上げ圧延工程において $2 \sim 8.5\%$ 、望ましくは $1.0 \sim 8.0\%$ 、最も望ましくは $1.0 \sim 7.0\%$ の範囲の圧下率で冷間圧延を行うことが必要である。冷間圧延の圧下率を上記範囲の上限近くにしても、適正な成形材として必要な延性および成形性があることが分かった。

最後にこのシート材を、不完全時効(アンダーエーティング)と過時効(オーバーエーティング)との間の適度で時効処理する。時効処理は、用いる装置と製造者の都合、過時効等で供まるものであり、 $120 \sim 260 \text{ °C}$ の範囲で $1 \text{ 分} \sim 4 \text{ 時間}$ 行なうことが望ましい。

最終的な処理の前に行なう溶体化熱処理で再結晶が起き、冷間圧延で生じた異方性が弱められる。すなわち、最終圧延し所望温度で完全時効すると、異方性が非常に早く耳の発生が非常に少ない焼純用材料が得られる。最終肉厚にした 3.0 wt\% あるいはその修正版の合金を成形したカップの異方性の耳のレベルは 8% であるのに對して、本発明の合金を成形したカップは耳のレベルが 2.5% である。

本発明の合金は、直接冷却焼造法の代わりに、巻きのストリップ焼造機によりストリップ焼造して厚さ 0.8 mm 以下以下の材に焼造す

ることもできる。その際には合金溶湯の組成はDC鋸造用の合金溶湯よりも高濃度であってよいが、本発明の望ましい合金範囲のものとする(或は其周)。望ましくは次に、ストリップを熱間または冷間圧延し板厚を少なくとも 2.5% 、望ましくは $5.0 \sim 8.5\%$ 減少させる。

本発明の合金底底および製造方法を用いることにより、薄いシート材から液体容器を作ることができ、コストを低減することができる。更に、1種類の合金を、その製造工程を減ることにより、端材用材料とオープンタブ用材料に用いることができる。液体容器の部材全てに1種類の合金を用いると、製造コスト上有利であり且つスクランプのリサイクル効率が向上する。

以下に、本発明の合金を実験例により説明する。

下記組成(wt%)の合金を直接冷却焼造して $5.0 \text{ cm} \times 1.2 \text{ cm}$ の寸法のインゴットを得た。

	Zn	Mg	Fe	Si	Cu	Ni	Cr	Al	残部
4.83	1.53	0.75	0.16	0.010	0.42	0.01	Cr-Al		

このインゴットを下記工程で処理してシートのコイルを製造した。
-均質化 4時間 $460 \text{ °C} \sim 595 \text{ °C}$

-熱間圧延 3.175 mm まで

コイル出口ゲージ温度 $295 \sim 315 \text{ °C}$

-焼純 エッジトリム処理

-焼純 $370 \text{ °C} \sim 378 \text{ °C} \times 3 \text{ 時間}$

-冷間圧延 压下率 6.0% で 1.22 mm まで

-溶体化熱処理 1.22 mm まで

フラッシュリリューション処理 $580 \text{ °C} \times 1.0 \text{ 秒}$

-冷間圧延 压下率 4.0% で 0.73 mm まで

87%まで、450°Cまで
- 3.5%まで、363°Cまで
- レベリングおよびソルベント洗浄
- 人工冷却 T=87°Cテンバー状態にする
- 時間 1.0°C × 1時間

上記工程において、熱処理したライルは、バック・ツク・バック (back-to-back) パスで圧延して最終厚さとし、その後に圧延開始までの遅れ時間は最大で 4.8 秒間であった。

冷間圧延後の伸び率があるため、レベリングは冷間圧延後も日本内に実施して過剰な自然時効を回避した。

5.0 倍のサンプルを試験した平均は下記のとおりであった。

降伏強度 = 3.93 MPa
屈筋引張強さ (UTS) = 4.05 MPa　伸び = 4%

延伸 = 4.84 mm

これらのサンプルから製造したボディーはドーム荷重厚さ、8.0 mm のドーム反応が 1.5% であった。図 3(b) に合金の伸び率および延性に及ぼす最終冷間圧延の圧下率の影響を示し、図 3(c) に上記合金を溶体化熱処理 (S, H, T) 後 7.0% 冷間圧延した後の人工伸び率の、強度および延性に及ぼす影響を示す。この時効温度は 250°F (121°C) である。

実験結果

表 1 に示した組成の本発明に従った 3 種類の合金を直接冷却精錬して断面 1.0 × 3.0 mm、長さ 1, 2 m のインゴットとした。これらインゴットを皮むきして幅 1.0 mm、厚さ 1.0 mm、長

Mn) 5.1) がマトリックス全体に分散している。このミクロ組織によって、整しごき加工したボディーははじりの無い優れた品質になる。

この板材の溶体化熱処理は 500°C で行い、最終熱処理のために各元素を固溶させた。これら 3 種類の合金を 500°C で 2 時間溶体化熱処理した後の自然伸び率を調べた結果を図 4 に示す。サンプルを冷水水中に冷却した後、種々の熱処理を施した。伸びの調査および観察測定により、種々の熱処理に対する各合金の伸びの特徴を明らかにした。次に、種々の条件についてはシートの引張試験を行い、特定の合金熱処理の伸び率および伸びを測定した。

最終熱処理についての調査結果を図 6～8 に示す。

図 6(a)、6(b) および 6(c) は、1.21°C でそれぞれ 1 時間、2 時間および 3 時間の第 1 熱処理を行った後に 1.55°C で伸びを行ったときの各合金の伸び率を示す。

図 7(a)、7(b) および 7(c) は、それぞれ 0 時間、2.4 時間および 4.8 時間の自然伸びを予め行った後に 1.31°C で伸びを行ったときの各合金の伸び率を示す。

図 8(a)、8(b) および 8(c) は、それぞれ 0 時間、2.4 時間および 4.8 時間の自然伸びを予め行った後に 1.31°C で伸びを行ったときの各合金の伸び率を示す。

特表平6-503854 (6)

を 200 mm のブロックにした。次に 500°C ～ 535°C の範囲の温度でそれぞれ均質化した。溶質量が最も多い合金については高い方の均質化温度で行い、均質化の終点を図った。均質化実験中の合金内部での析出反応を示す熱分析曲線を図 2 に示す。以下のアルファベット文字は図 2 中で位置を示しており、種々の相で起こった変化に対応する。A は GP ゾーンの固溶であり、B はカーナカ (Carnaca) 相の析出であり、C はカーナカ相の固溶、D はアルミニウムの析出、E は T 相の固溶、そして F は局部的な粒界 (GB) の溶解である。種々のサンプル合金について均質化処理および熱間圧延のスケジュールを表 2 に示す。

これらの合金を熱間圧延するために、皮むきしたブロックを炉内で 500 ～ 1.85°C の圧延温度まで加热した。次にブロックを炉から取り出し、それぞれ内厚 1.0 mm から最終内厚約 2 ～ 3 mm まで圧延した。この熱間圧延材のミクロ組織を図 4-a に示す。

熱間圧延の上仕上げ度はしばしば 2.0°C 以上になっていた。これは溶体化熱処理内厚にまで行う熱間圧延の前に圧延組織を作る程度回復させるのに十分な温度である。しかし溶体化熱処理の合金サンプルの熱つかについてでは、345°C × 3 秒間の再結晶実験を経た。これにより回復および再結晶を十分に行わせた。完全再結晶状態での結晶粒径は平均直径で 1.0 m (ASTM #5) であった (図 4-b)。

この軟化した状態の合金を冷間圧延を行って種々に示す種々の内厚にした。これは、ボディー材板厚用の所定最終内厚に対して種々の最終冷間圧延下車を得るためにある。最終処理工程は図 3-a に説明している。

図 4(c) は実施例 2 の合金 2 の最終冷間圧延後のミクロ組織を示しており、このミクロは組織から分かるようにα相 (α-A1) (Fe,

3004 製品 鋼 号	規格 番号	5162 鋼 鋼 種	規格 番号	本発明合金 規格 (JIS41)	伸び (%)		好適 温度
					長さ	幅	
Mn 0.9 ～ 1.3		1.25	4.0 ～ 5.0	0.5	3.0	1.0 ～ 2.5	
Mo 1.0 ～ 1.5		1.0	0.2 ～ 0.5	0.1	1.3	0.3 ～ 0.6	
Co 0.25 以下		0.22	0.15 以下	0.05	0.9	0.10 ～ 0.50	
Si 0.30 以下		0.24	0.20 以下	0.02	2.6	0.15 ～ 0.3	
Fe 0.79 以下		0.37	0.35 以下	0.7 以下		0.45 以下	
Zn 0.25 以下		0.013	0.25 以下	3.0 ～ 6.0		4.0 ～ 6.5	
Ce ～		0.014	0.10 以下	0.3 以下		0.05 以下	
Ti ～				0.05			
Others 0.05 以下 (合計)				0.15 以下		0.10 以下	
Hg ～							0.01
Tc ～							
Sc ～							

接表平6-503854 (7)

卷之三

第四章 第二步：算術操作

卷之二

商務學報

化字編號（附錄）

表 2 高强度新材料用合金组成								
	化学组成(%)							
	Al	Zn	Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Cr
合金1 颈部	0.8	1.1	0.46	0.2	0.3	0.12	<0.07	
合金2 颈部	4.6	1.3	0.42	0.2	0.4	0.10	<0.08	
合金3 魏氏	6.0	1.8	0.56	0.2	0.35	0.10	<0.08	

三

	均質化溫度 (°C)	熱間壓延 溫度 (°C)	初轧厚度 (mm)	最終厚度 (mm)
合金 1	500	500	100	2.5
合金 2	565	490	100	2.7
合金 3	585	490	100	2.8

図 3-4、合金 2 の冷間延性の影響を示す。

図10(b)および(c)は、0~60%の冷間圧延(cw)を施した合金に及ぼす第2段の人工時効の影響を示す。図3(a)の合金の履歴は、液体化熱処理(500°C×2時間)、自然時効(6時間)、冷間圧延、および1段の人工時効(1210°C×3時間)である。図10(c)の合金の履歴は、液体化熱処理(500°C×2時間)、自然時効(4.8時間)、冷間圧延、および最初の人工時効(1210°C×3時間)である。図4は、冷間圧延および人工時効の変化に対する第3回の合金1、2および3の動画を示す。

Q、W、と記した値は冷間延性工法における低下率を示す。AA
 (1)およびAA(2)の値はアーチの形で表示されており、Tは熱処理の
 温度で、T₀はこの温度での燃焼時間である。

NAと記した欄は当然時効の時間です。SHT/ANNは延伸化熱処理/焼成の温度および時間を、人工時効工程の(AA10)およびAA12)と同様にT/との形でです。それ以外の欄は、それぞれ焼成後水引温度を、焼成、昇温およびドーム変形圧力を示す。

多機能の合金シートをボディー製造用のカッターに成形し、其のレベルを測定した。次に扭ボディー製造機でカットをボディーに成形した。毎々の実験結果は穴も凹面疵も無い良好な各ボディーについてのものである。幾つかの点については、従来のバックリング復元装置によりバックリング返数を測定した。

その結果、延辺が4%より大きい余金で非常に高い引揚額を得られた。不発明の合意で作った苗ボディーの耳レベルは0~2.4%であった。これは、同じ条件の3004製ボディーよりも平均で1.4%高いレベルである。

本発明の合金で作ったこれらの伝のドーム屋根圧力は、同一厚さの3.0-4.0割板に比べてはるかに大きい値である。3.0-4.0割板の

ドーム反転圧力は典型的な値が 9.0 kg/cm² であるのに対して、本発明の合金で作った同一厚さの値は 1.99 ~ 1.15 kg/cm² である。

図1-1のグラフは、合金2および3の引張強性に対する粒径の影響を示し、図1-2は本説明の合金と3004について引張強性を比較して示す。図1-2に示したように、種類AとBとの間にある半透明の合金は差が4%より大きくて、3004型合金（従来の材質）よりも引張強さが約20~40%高く、種々の性質において優れている。

笛ボディ一枚料の強度が高いということは、標準的な3004の剛性およびパッケлинク抵抗をそのまま維持した上で、笛ボディーの強度を高くすることができると言えることである。

第3節

既に説明したように、直彌板として適した合金はペーリング性の強度が大きいほどよく、延性があることが必要である。

選抜候補の全員が公組候補を経た全員に下記の報酬を支給する。

1. 黒板区延 (3.0 mmまで)
 2. 油膜区延 (3.0 mmから0.8 mmまで)
 3. 烧純 (3.4.5 ℃ × 1時間)
 4. 粉料を2つに切削し、一方は0.48 mmまで、他方は0.355 mmまで油膜区延した。
 5. 薄テンブルを500℃ × 1時間の液体化熱処理後、水で急冷した。
 6. 両ケンブルを0.815 mmまで油膜区延した。油膜区延率下限はそれぞれ3.0%および1.0%である。
 7. 次に各サンブルを切断して各計8個のサンブルとした。

特表平6-503854 (8)

全てについて 24 時間の人工時効を行った。

8. 各サンプルに 121°C × 8 時間または 6 時間の人工時効を施した。

9. サンプルの半数に 263°C × 20 分のベーリングを施した。

10. 次に、各サンプルについて引張試験およびカップを、得られた結果を表 5 に示す。

図 9 は、各機器メーカーで行っているベーリングによる強度および延性の低下率を示す。

実験例 3 の結果から、本発明により製造した衝撃板はベーリング後の特性が強度および延性の要求下限値を上回っていることが分かる。

従来の衝撃板材料である AAS 18-2 合金は、降伏応力が 325 MPa、引張強さ (UTS) が 370 MPa、伸びが 8% である。本発明の合金および方法による衝撃板材料は、ベーリング後の特性が従来の衝撃板材料と同等であることが分かる。

表 5									
サンプル ダブルーア ル	合 金	圧下量 mm	引張試験 結果	引張試験 結果		熱処理 条件 ℃/hrs	圧延下限 ℃/min	ベーリング 条件 ℃/min	引張強さ MPa
				前 後	低下量 (%)				
L	A3	60	456	224	67	461	397	73	13.0
M	A3	60	456	224	67	461	397	73	13.0
N	A3	10	442	200	54	37	414	267	12.4
P	A3	10	433	202	53	369	414	46	11.6
Q	A3	10	433	202	53	369	414	46	11.6
R	A3	10	433	202	53	369	414	46	11.6
S	A3	10	433	202	53	369	414	46	11.6
T	A3	10	433	202	53	369	414	46	11.6

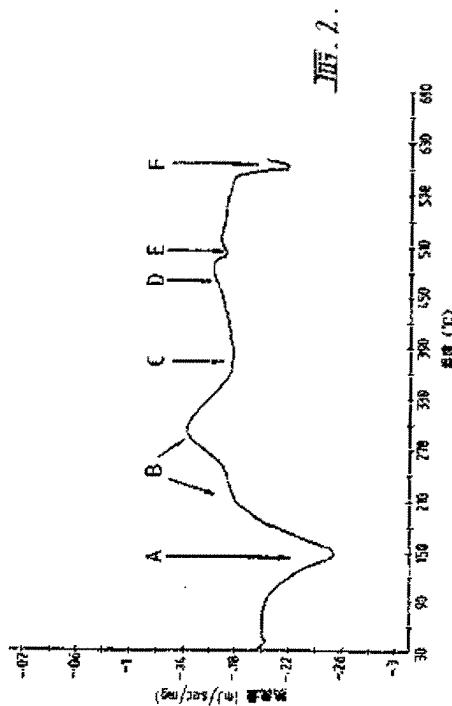
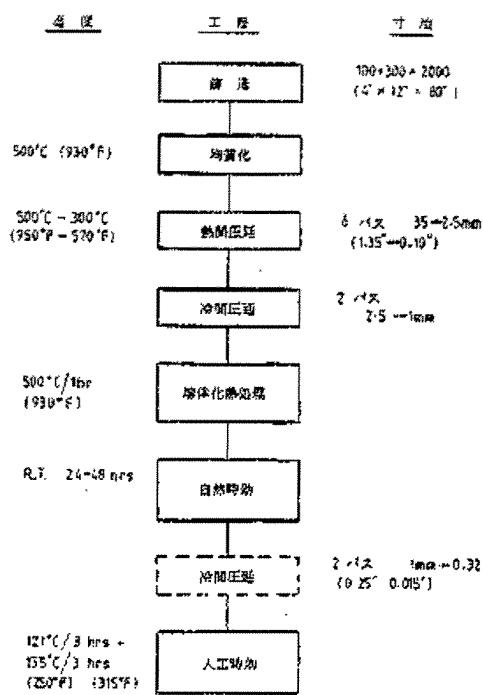
表 6 ベーリング前後の比較									
サンプル ダブルーア ル	合 金	圧下量 mm	引張試験 結果	引張試験 結果		熱処理 条件 ℃/hrs	圧延下限 ℃/min	ベーリング 条件 ℃/min	引張強さ MPa
				前 後	低下量 (%)				
L	A3	121/3	10	-	-	493	-	447	9.0
M	A3	121/6	10	-	-	446	-	474	6.0
N	A3	121/3	30	-	-	423	-	464	21.51
P	A3	121/6	30	-	-	464	-	487	6.5
Q	A3	121/3	10	267/20	394	394	7.6	-	-
R	A3	121/6	10	205/20	326	326	7.6	-	-
S	A3	121/3	30	265/20	342	376	6.0	-	-
T	A3	121/6	30	265/20	335	371	6.5	-	-

図 1-3 は、従来の各材料に対する本発明の利点を概括的に図示したものである。他の内蔵が薄くて断面の強度があるということは、同じ寸法の倍を製造するのに必要な材料が少なくてすむので、合金属コストが低廉であるということである。

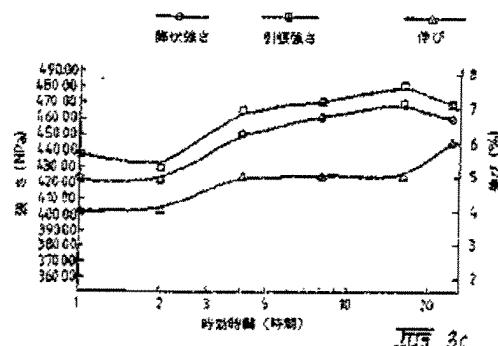
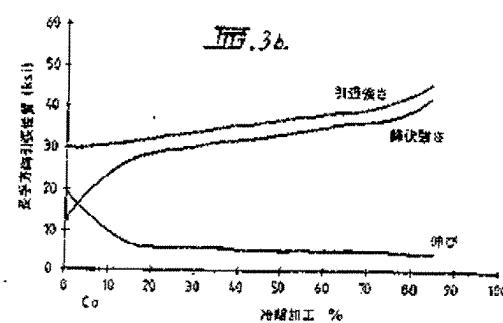
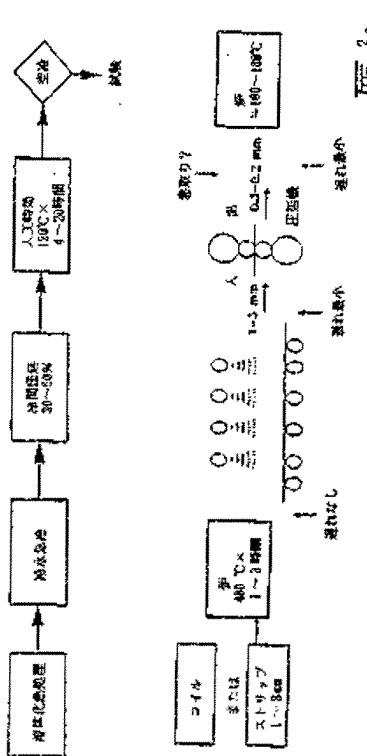
以上の実例例で示したように、従来のボディー材料用合金で得られる特性よりもはるかに優れた強度、延性および異方性を持つボディーを製造することができる。本発明の合金および方法を用いれば、衝撃板製造に必要な特性を持つ衝撃板材料を製造することもできる。同一合金組成の同一タイプの合金で 2 ピース取扱料容器を製造することができる。

請求の範囲はこの明細書の一部を成す。

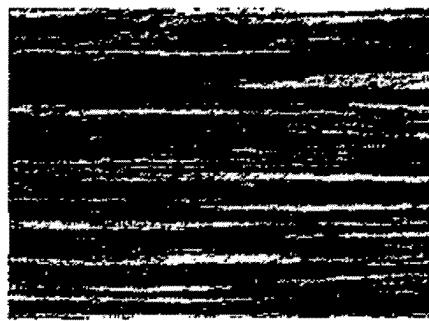
特表平6-503854 (9)



合金の種類 - Al-Zn-Mg



特許平6-503854 (10)

輥間圧延後のミクロ組織 ($\times 200$)焼純 345°C × 1 時間 ($\times 200$)Fig. 4a.

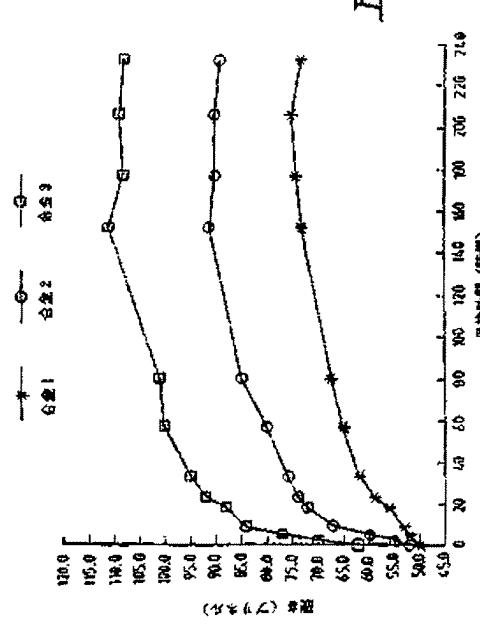
合金2のミクロ組織

Fig. 4b.

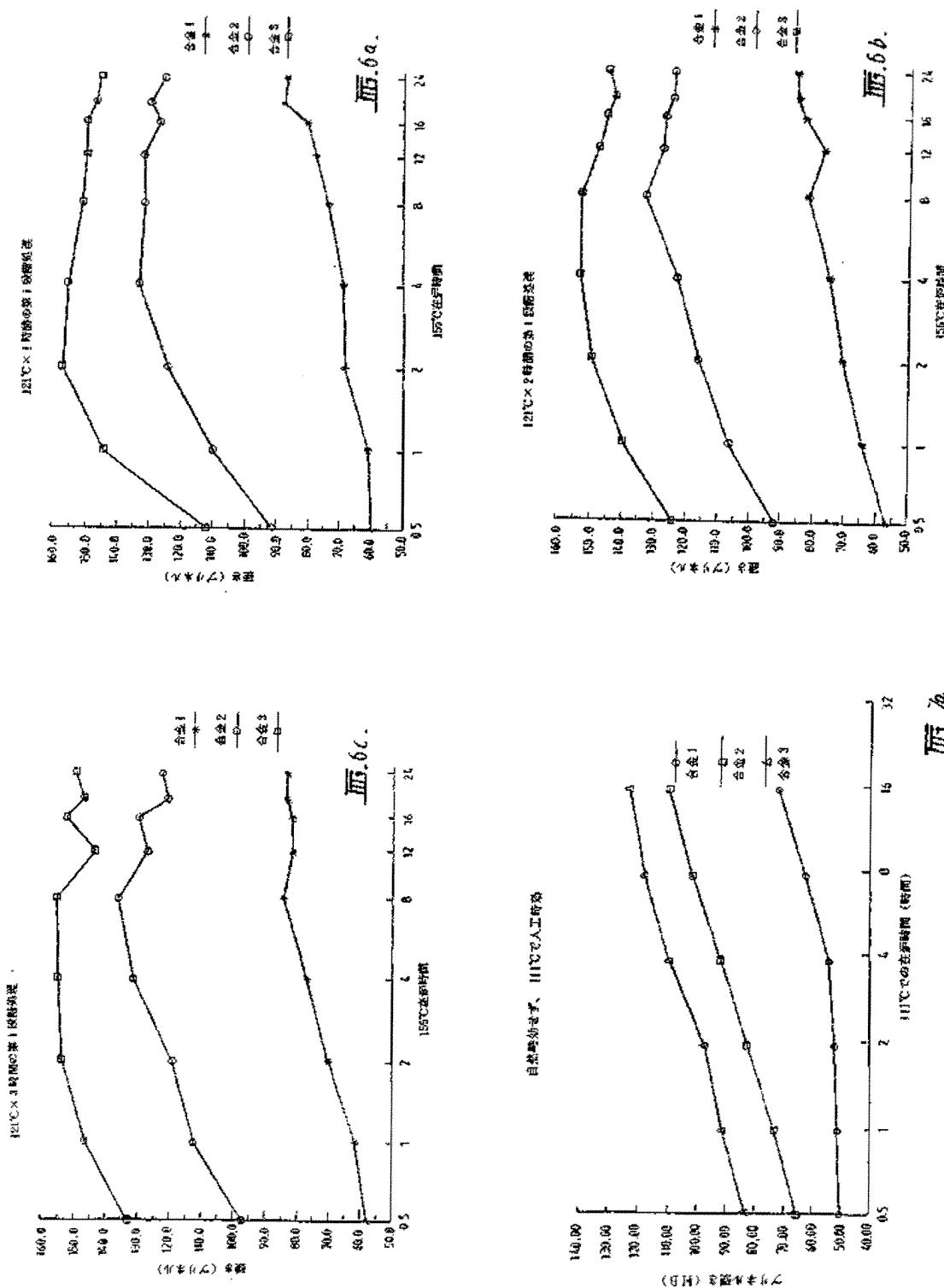
合金2のミクロ組織

仕上げ状態の缶シートで観察される
分散した組織Fig. 4c.

合金2のミクロ組織

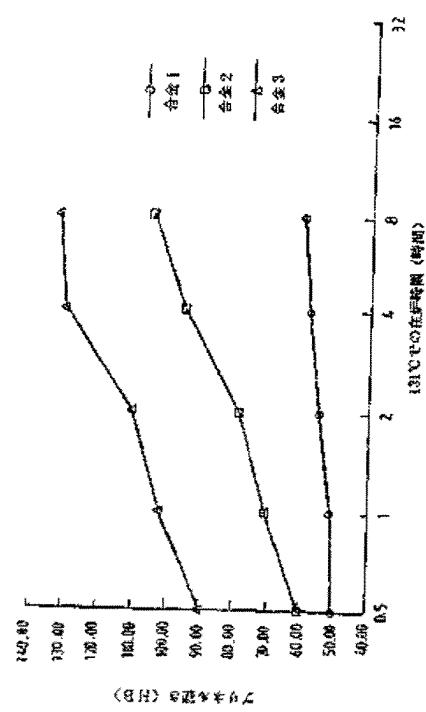


特表平6-503854 (11)

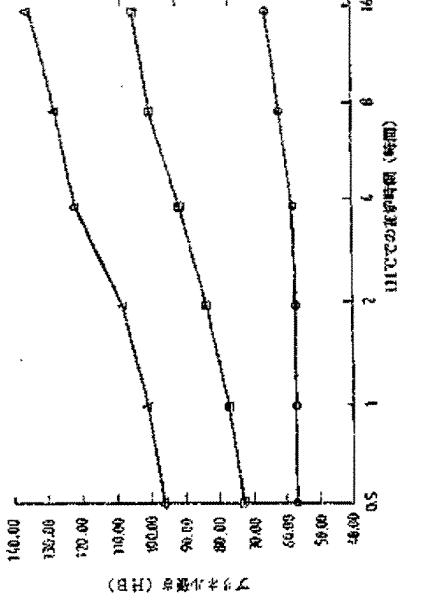
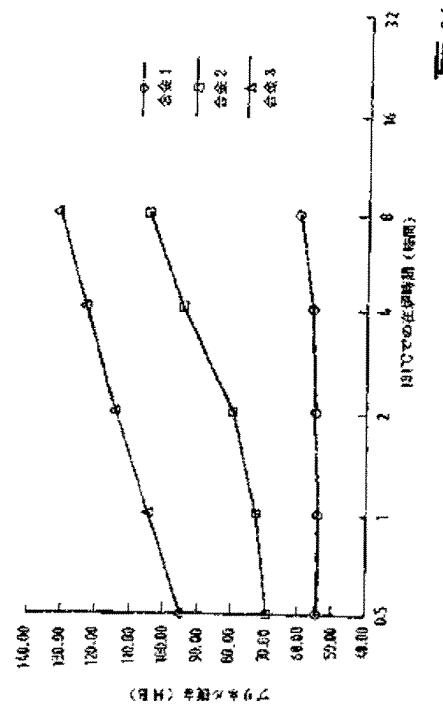


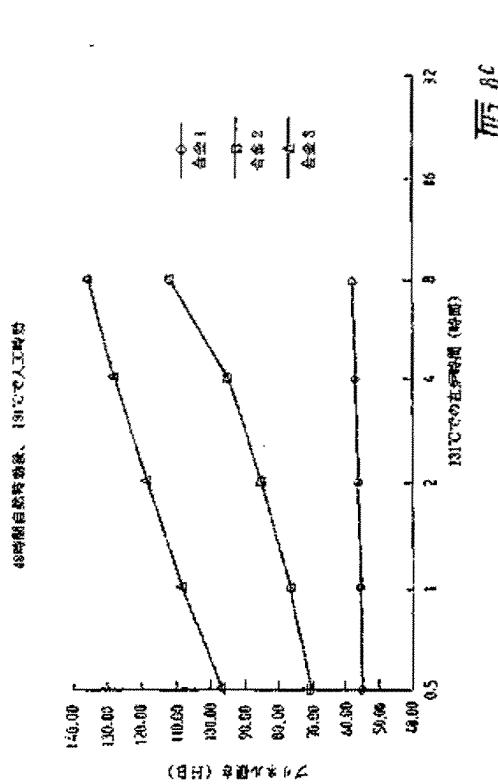
特表平6-503854 (12)

自然酸化せず、181°Cで人工酸化

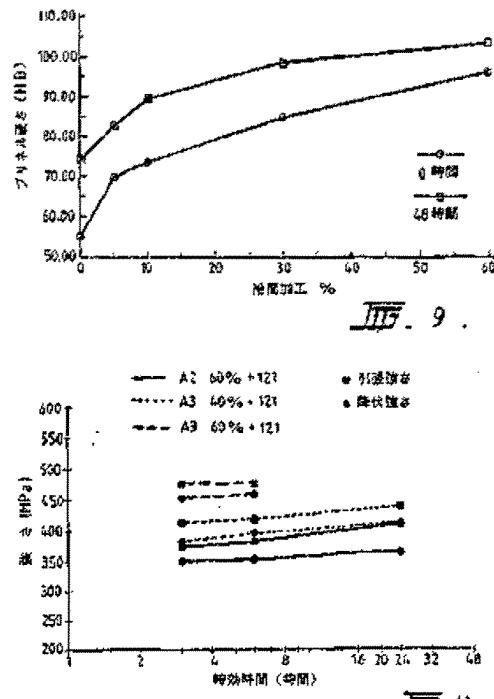


自然酸化せず、181°Cで人工酸化

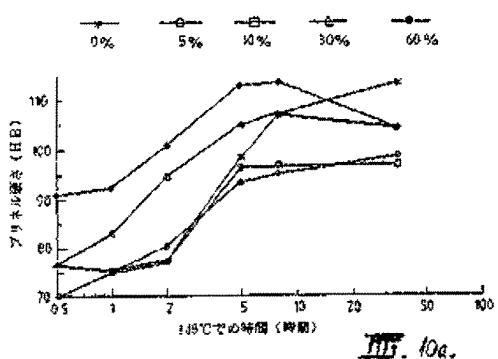
 $\overline{H\bar{E}.74}$ $\overline{H\bar{E}.84}$ $\overline{H\bar{E}.86}$



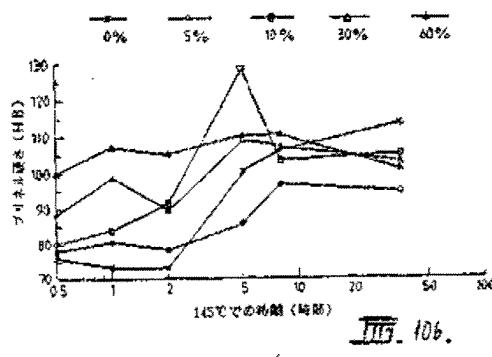
特表平8-503854 (13)



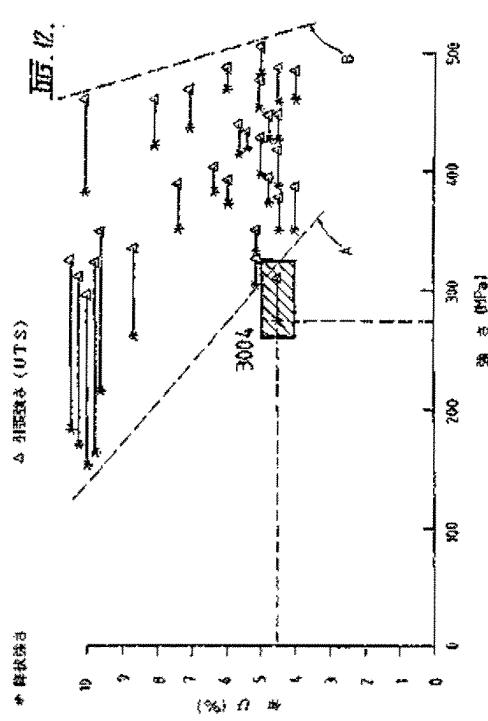
三五

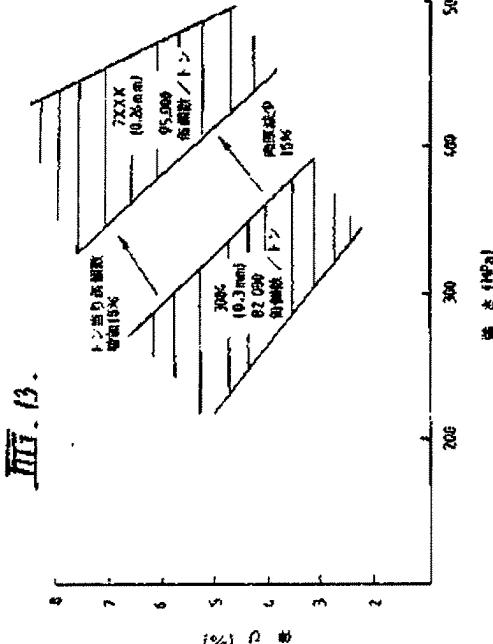


III. 10a.



MS. 106.





特表平6-503854 (14)

I. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER In which classification classes does the following art fall?		
According to International Patent Classification IPC Class 16C27F 16B27G 16B37 C23C 21/16, 21/28 & 44/00, 1/02		
II. RELATED DOCUMENTS		
List here any documents which you consider relevant to your application. Classification Indexes _____ Classification Dates _____ IPC C23C 16B37, 16C47, C23D 21/16, 21/28		
<i>Note: If you have not yet filed a request for examination, you may file one at any time before the date of filing of this application.</i>		
AU : IPC as above		
III. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT*		
Exhibit No.	Title or Reference, and where, date of appearance of the relevant document	Document in Great Britain
X	DEA, 1121144 (VEREINIGTE ALUMINIUM-METALS AKTIENGESELLSCHAFT) 29 December 1966 (8.7.1968) See claim 1.	153-23
Y	DEA, 1177946 (SOCIETE GENEVE SA) December 1970 (24.12.1970)	153-23
Y	See claims 1 and 2.	153-23
X	DEA, 1146169 (HARVEY ALLOY & LIMITED) 2 April 1970 (2.4.70) (1.1.71) See note 1.	153-23
Y		153-23
REMARKS		
1. General description of invention: -		153
2. Description of the general state of the art to which the invention relates, and the closest prior art known to you, either published or not, which most nearly approaches the claimed invention:		153
3. Your opinion as to whether the claimed invention is new, non-obvious and industrially applicable, and if so, the extent of its novelty and inventiveness:		153
4. Your opinion as to whether the claimed invention would be obvious to a person skilled in the art from the disclosure(s) of the prior art referred to in item 2 above, and the extent of such disclosure, if any, in relation thereto. Use separate sheet(s) if necessary:		153
5. Your opinion as to whether the claimed invention would be obvious to a person skilled in the art from the disclosure(s) of the prior art referred to in item 2 above, and the extent of such disclosure, if any, in relation thereto. Use separate sheet(s) if necessary:		153
6. Your opinion as to whether the claimed invention would be obvious to a person skilled in the art from the disclosure(s) of the prior art referred to in item 2 above, and the extent of such disclosure, if any, in relation thereto. Use separate sheet(s) if necessary:		153
7. Your opinion as to whether the claimed invention would be obvious to a person skilled in the art from the disclosure(s) of the prior art referred to in item 2 above, and the extent of such disclosure, if any, in relation thereto. Use separate sheet(s) if necessary:		153
IV. CERTIFICATION		
Date of the Agent's signature of the International Search Report 13 September 1981 (13.9.81)		Date of filing of the International Search Report 23 September 1981 Signature of Agent or Attorney Chairman of Patents Office AUSTRALIAN PATENT OFFICE
		8.3001 ACNIE

**ANNEX TO THE INTERNATIONAL SEARCH REPORT ON
INTERNATIONAL APPLICATION NO. PCT/AU 91/00375**

This Annex lists the known "A" publications (level patent family members) relating to the patent documents cited in the above-mentioned International search report. The Australian Patent Office is in no way liable for these particulars which are merely given for the purpose of information.

Patient Document Ched in Search Report			Patient Family Member				
CD	1197144		CH	870468	CH	466207	
	BE	168170	CH	870468	CH	466207	
	DE	168170	LZ	870468	CH	466207	
CB	1217705	BE	168298	CH	466207	ES	352970
		DE	168298	CH	466207		
CB	77659161	BE	846769	CH	466207	AL	4709511

END OF ANSWERS

FEDERAL BUREAU OF INVESTIGATION (CONTINUATION FROM THE BLODGET SHEET)	
V	Administrative Department Council of Appeals, Appeals Board, Department of Defense, Room 1000, Pentagon, Washington, D.C. 20330. Received March 1973 by Periodic System Associate (Continued) See page 22 line 10, pages 63-64 and 62-63.
V	See, Report 15000 INFORMATION 170110 January 1982 118-21-23. See cleric.
A	USA, 3191700 INFORMATION METALS COMPANY 8-JUNE-1968 016-29-401. See cleric.
V. <input type="checkbox"/> OBSERVATIONS WHICH CERTAIN CLERICS WERE FOUND OBSTACULARS *	
* No administrative action has been recommended in respect of certain clerical activity, July 1973 by the following reason:	
1. <input type="checkbox"/> State numbers - because this action would result in the disclosure of personal information;	
2. <input type="checkbox"/> RECOMMENDED APPROVAL OF CLERICAL ACTIVITY AS NOT OBSTACULAR TO THE GOAL OF THE PROGRAM;	
3. <input checked="" type="checkbox"/> DISCRETIONARY ACT, as it concerned others and are not related in substance with the subject and the	
VI. <input type="checkbox"/> OBSERVATIONS WHICH STUDY OF INVESTIGATIVE WORK *	
* No administrative action has been recommended in respect of certain clerical activity, July 1973 by the following reason:	
1. <input type="checkbox"/> RECOMMENDED APPROVAL OF CLERICAL ACTIVITY AS NOT OBSTACULAR TO THE GOAL OF THE PROGRAM;	
2. <input type="checkbox"/> RECOMMENDED APPROVAL OF CLERICAL ACTIVITY AS NOT OBSTACULAR TO THE GOAL OF THE PROGRAM;	
3. <input checked="" type="checkbox"/> DISCRETIONARY ACT, as it concerned others and are not related in substance with the subject and the	
4. <input checked="" type="checkbox"/> NO ADMINISTRATIVE ACTION RECOMMENDED, as it concerned others and are not related in substance with the subject and the	
Reasons for Action:	
<input type="checkbox"/> The subject appears to have approached the Government for assistance.	
<input type="checkbox"/> No present investigation or examination of subject is required.	

特表平6-503854 (15)

フロントページの続き

(S1)指定国 EP(AT, BE, CH, DE,
DK, ES, FR, GB, GR, IT, LU, NL, S
E), OA(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA
, GN, ML, MR, SN, TD, TG), AT, AU
, BB, BG, BR, CA, CH, CS, DE, DK,
ES, FI, GB, HU, JP, KP, KR, LK, L
U, MC, MG, MW, NL, NO, PL, RO, SD
, SE, SU, US